



低合金耐熱鋼の高温強度に関する研究

著者	中村 義一
号	128
発行年	1967
URL	http://hdl.handle.net/10097/8864

氏 名 (本 籍)	中 村 義 一 (新 潟 県)
学 位 の 種 類	工 学 博 士
学 位 記 番 号	工 博 第 1 2 8 号
学 位 授 与 年 月 日	昭 和 4 3 年 3 月 6 日
学 位 授 与 の 要 件	学 位 規 則 第 5 条 第 1 項 該 当
研 究 科 専 門 課 程	東 北 大 学 大 学 院 工 学 研 究 科 (博 士 課 程) 金 属 工 学 専 攻
学 位 論 文 題 目	低 合 金 耐 熱 鋼 の 高 温 強 度 に 関 す る 研 究

	(主 査)
論 文 審 査 委 員	教 授 門 間 改 三 教 授 今 井 勇 之 進 教 授 辛 島 誠 一 教 授 須 藤 一

論 文 内 容 要 旨

Cr, Moなどを数%以下含有する鋼は低合金耐熱鋼と称されて、広く高温にさらされる部品の材料として使用されている。主にこの合金を用いる機械はボイラー、火力発電機部品などであるが、これらの機械は高温高圧下で使用され、その耐用年数は20年間とされている。つまりクリープ破断に対する安全性が最も重要視される。

しかし、この種の合金のクリープ破断曲線は短時間試験では直線のごとく見えて外挿が容易のごとく考えられるが、1000時間以上になると直線は明らかに曲線の形態をとるのが一般である。したがって、20年にわたる試験を行わなければ20年間の使用に耐える最も経済的な設計の資料が得られないことになる。しかし、これは経済的に得策ではないし、研究としては不可能なことである。

したがって、短時間試験の結果を用いて長時間値を推定する試みが行なわれている。すなわち、Sherby-Dorn, Murry, Manson-Haferd, Chiety-Duval, Larson-Millerらの試みである。たとえば、Larson-Millerの方法をとると、クリープが $\epsilon = \exp \{ -Q(\sigma)/RT \}$ なる式に従うとし、 ϵ = 一定になると破断に至り、破壊形式が変化せず、組織変化も起らないとすると、この式は $T(\log_{10} t + C) = (Q - \alpha'\sigma)/R$ となり、変数が温度 T 、応力 σ 、破断時間 t の3つがあり、2次的に表示できないので普通応力ともう一つの温度と破断時間を含むパラメーターを用いて2次的に表示する。このLarson-Millerの方法では $\phi = T(\log_{10} t + C)$ なるパラメーターの応力 σ により図示する。第1図にその例を示した。この様にして表示して得られた曲線をmaster曲線と呼ぶ。

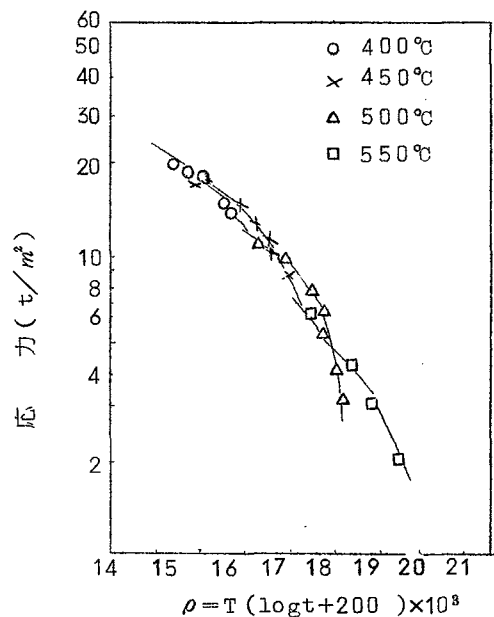
ところがこのmaster曲線を注意深く見るならば各温度の測点点はmaster曲線と別の曲率の曲線をもっている。すなわち、各温度の測定点を結ぶ曲線の外挿値は、一定の温度の外挿値よりも高温長時間耐えることを示す。

これは設計上きわめて危険なことである。この不一致の原因としてはパラメーターのとり方が、経験的なものであることと、試験中に起る組織変化が考慮されていないことが最も大きいものと考えられる。そこで合理的な長時間値推定法を定めるには、クリープ破断の特性と使用中の組織の変化の一般性を先ず明らかにする必要がある。

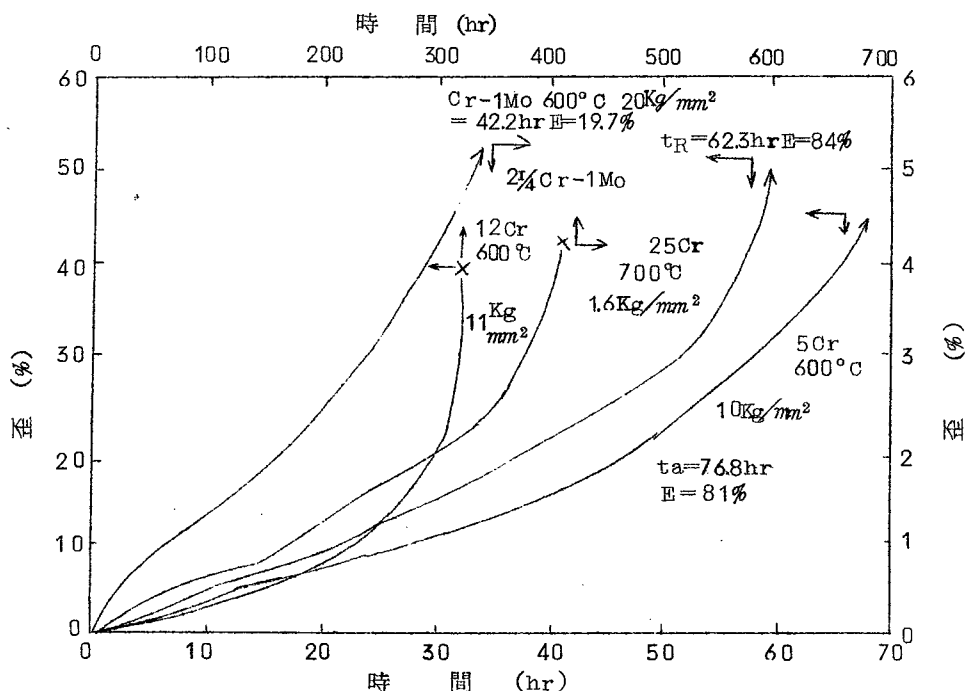
一般にクリープ曲線は通常遷移、定常、加速の3つの段階に分かれると考えられる。しかし、第2図に示すごとく実用フェライト型耐熱鋼では、この遷移段階は非常に短かく、殆んど問題にする必要がない。

また定常段階もごく一部を占めるに過ぎないように思われる。観点を変えてみると、この定常段階そのものが存在せず、加速段階のみしか存在しないのではないかと考えられる。

加速段階はフェライト型耐熱鋼では、クリープの過程中最も重要な部分を占めるものと思われる。しかし、この過程に関する理論は少なく、まず本研究では、フェライト型耐熱鋼の基本とな



第1図 Larson-Miller master 曲線



第2図 フェライト型耐熱鋼のクリープ曲線

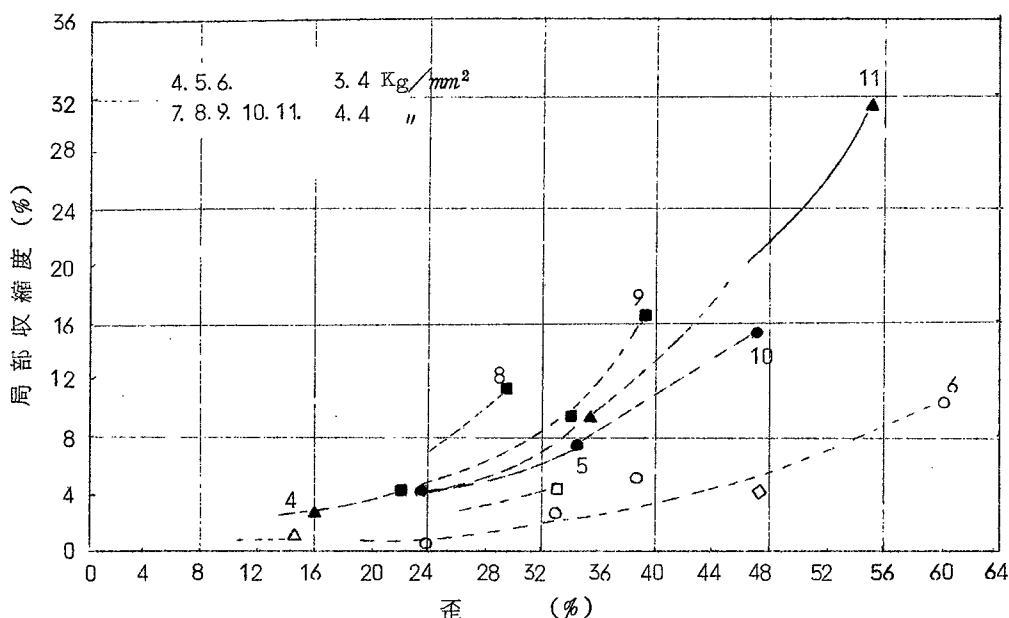
る純鉄について調べた。従来金属の高温クリープ破断に先立つ加速的伸びの起る原因としては、1) 局部収縮による応力状態の変化、2) 初期割れあるいは内部欠陥の発生が考えられてきた。本研究においては、クリープ試験中に発生する局部収縮や組織変化を調べるために真空クリープ試験機を用いて、試験を中断して調べた。

その結果を第3図に示したごとく、局部収縮は試験開始とほとんど同時に発生しはじめ、クリープの進行とともに加速的に発達していることがわかった。またクラックの発生もきわめてクリープの初期の段階より発生していることがわかった。このようにクリープの初期の段階より局部収縮、クラックの発生することはクリープ速度を増大させることになる。

同様に、フェライト型低合金耐熱鋼について調べた結果も純鉄と同じく局部収縮とクラックの発生が加速クリープに重要な役割を果していることがわかった。特にフェライト型低合金耐熱鋼では、クラックの発生が実質応力の増加をきたすことが重要であることがわかった。

この様に金属内に発生するクラックは、クリープの加速クリープに対して大きな影響を有するが、このクラックの発生する場所は粒界に沿っていることが確認された。このクラックの発生と粒界とは密接な関係があることはすでに多くの研究が報告されているが、フェライト系の金属

については数多くない。



第3図 歪と局部収縮度の関係

本研究においては格子状条痕により粒界迂りを測定する方法と単に試料表面に条痕を付する方法を用いて粒界迂りを測定した。その結果純鉄においては粒界迂りの寄与と粒界移動の寄与は、全伸びの約50%に達することがわかった。

フェライト型低合金耐熱鋼の基本となるMo合金鋼では、粒界迂りは粒界炭化物の形状、量に関係していることがわかった。オーステナイ粒界においては、クラックの発生状況が粒界迂りと関連を有することがわかった。すなわち、実用フェライト型耐熱鋼の強化要因である炭化物はクリーブ破断に対して重要な影響を有することが明らかになった。そこで組織と破壊型式の関連性を明らかにした。その結果フェライト型耐熱鋼では、空冷あるいは油冷したものは焼なましたものに比べて伸びが小さく粒界破壊しやすいことがわかった。しかし、硬度差による影響が関係することも考えられるので、この点について調べた結果、組織により粒界破壊が支配されることが明らかになった。すなわち粒界に板状の析出物が存在する場合はクリーブ伸びが阻止され粒界割れを助長する。また炭化物の形状および試験中の軟化がクリーブ特性に関係するも明らかになった。高温破壊における破面をマイクロフラクトグラフにより調べた結果、粒界破断の際に認められるDimple模様は、延性破壊の際に観察されるDimple模様とは違って粒界クラックが関係すると思われる結

果を得た。この様にクリープ特性に対する炭化物の影響は大きい。一般に微細に炭化物が分散した鋼は高温強度が大である。しかし高温長時間使用中には、炭化物は次第に成長し数千時間後には始めの組織とは相当に異なったものになると考えられる。特に10万時間を使用時間とする低合金耐熱鋼では、使用中の炭化物の成長は非常に重要である。本研究では炭素鋼を用いて、この炭化物の成長を観察した。炭化物の成長に関する理論式は粒子の半径を r 、時間を t とすると、 $r^3 = 6Mr t / RT \rho \cdot D \cdot \exp - Q / RT \cdot a_0$ で表わされる。すなわちこの式が妥当とするならば粒子半径 r と焼鈍時間 t の3乗根とは直接関係にあることがわかる。実験結果は粒子半径 r の対数と時間 t の対数はおよそ直線関係 $r = A t^{\frac{1}{n}}$ (n の値は2.5~4) で理論式は必ずしも充分満足されていないが、その平均値は約3であり、まずはよい一致を示すことがわかった。

このように低合金鋼のクリープ強度を考えるうえには加速クリープの解明が重要であることを示し、その加速クリープには絞りの発生やクラックの形成が重要であり、また粒界じりや粒界移動も直接、間接に加速クリープに影響することを明らかにした。

次に、低合金鋼の長時間強度推定に関する見解を述べた。多くの実験例が示すごとく、クリープ破断曲線は短時間側では直線であるが、曲線の形状を示す。この原因が析出物の粗大化に基因すると仮定してみる。すると予め10万時間を予備焼鈍を行っておくならば、ほとんど10万時間に至るまで直線を示すであろう。しかし時間を要することで有効の方法でない。そこで高温短時間焼鈍法で実際の焼鈍と同一の焼鈍状態にすることが望ましい。すでに述べたごとく粒子成長に関する理論式は実験結果とほぼよい一致を示すことを示したが、これに硬度 H_r と析出物の粒子間距離との関係を考慮して求めた焼もどしパラメーターは、 $T(\log t + C) = -A T H_r + Q'' / 2.3 R$, ($Q'' = Q + Q'$ で Q は拡散の活性化エネルギー、 Q' は溶解熱である。)で示される。

低合金耐熱鋼で適切な前焼鈍を行うならば、長時間値は比較的正確に推測できるという結果が得られた。このようにして前焼鈍法により組織変化が起らないように予め焼鈍し、かつその破断形式が変わらないと仮定するならば、速度論に立脚した短時間試験法が可能と考えられる。

Larson-Miller法により結果を図示すると破壊型式が変わると曲線は屈曲し、破壊型式が同一でも唯一の曲線の引けないことは、この方法が活性化体積 α を一定値としているためと思われる。しかし、実験結果を $T \log t = -CT + Q / 2.3 R - \alpha \sigma / 2.3 R$ で示される Siegfried の方法で図示すると勾配は試験温度によって変化することがわかった。この式を用いて実験値よりクリープの活性化エネルギーを求めてみると、 $Q = 71.8 (KCal/mol)$ という値が得られる。この Q の値は拡散の活性化エネルギーとしては妥当の値である。結局 $T \log t = -CT + Q / 2.3 R - \alpha \sigma / 2.3 R$ は $T \log t = -12.8T + 15600 - \alpha \sigma / 2.3 R$ となる。この式を用いて温度を変えた場合の図示を

行くとかなり良好な直線が得られる。しかし、この方法でも注意すべきは測定温度があまり異ると破壊機構や Q の値が異なるので、なるべく所望の温度に近い温度で短時間試験を行わなければならない。したがって、所望の温度における高応力破断時間を求めるならば、 α が決り所望の応力における破断時間が求まる。故にここに提案した長時間値推定法では、前焼鈍条件をいかにして正しく正しく定めるかが重要な問題である。

審 査 結 果 の 要 旨

本論文は低合金耐熱鋼の高温強度を、とくに破壊という立場から研究した報告である。

第1章は緒論である。低合金鋼のクリープ寿命の大部分は加速クリープ過程で占められることを指摘している。従来の定常クリープに立脚した諸研究に対して、加速クリープおよび破壊という観点から鋼の高温強度を解明しようという考え方は重要であり、これが以後の研究の発展の基礎となっている。

第2章および第3章はそれぞれ純鉄、および低合金鋼の加速クリープの原因を追求した結果である。すなわち、局部収縮と粒界割れが加速クリープの主因であり、これらの欠陥がせん移過程から無視し得ない効果をクリープ挙動におよぼすことを明らかにした。これらは新しく指摘された注目すべき結果である。

第4章および第5章では、それぞれ純鉄および低合金鋼の粒界亡りを測定した結果を示している。

第6章では低合金鋼の高温破壊状況と組織の関係を述べている。

第7章は破面観察により粒界破壊と粒界炭化物の関係を調べた結果である。粗大な粒界炭化物は粒界亡りを減少させるが、粒界割れを助長する。この原因は炭化物の割れであることを明らかにした。

第8章は高温保持中におこる炭化物粒子の成長を研究したもので、理論値と実験値が比較的よく一致する結果を得ている。

第9章は本論文の主眼点で、長時間破壊強度推定に関するものである。すなわち鋼の組織の使用中的変化が変形および破壊機構を刻々変えていくことを考慮し、前章の理論を応用して所望の年月後の組織になるように、予め熱処理を施して後試験を行なうことにより、従来より高い精度で必要とする破断強度を短時間に求め得ることを提案している。

第10章は総括である。

以上要するに本研究は実用鋼の高温寿命を支配する主因と考えた加速クリープおよび高温破壊に関連する諸現象の各々について詳細な研究を行なったものであり、その成果は金属工学、および耐熱鋼の発展に寄与するところ少なくない。

よって、本論文は工学博士の学位論文として合格と認める。